



저작자표시-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사 학위논문

초전도선재용 SUS310S 기판의 강도열화
평가 및 제어

Evaluation and Control of Strength Degradation of
SUS310S Substrate used Superconducting Wire

2015년 2월

서울대학교 대학원

재료공학부

김 나 정

초 록

초전도선재는 극저온에서 전기저항이 완전히 없어지는 신소재로, 임계온도가 77K 이상인 고온초전도선재가 개발되면서 다양한 분야로의 활용이 기대되고 있다. 고온초전도선재의 개발에 있어 가장 큰 문제는 선재의 가격에 있다. 이에 기판을 고비용 Ni기반 합금이 아닌 스테인리스강으로 대체하고자 하는 연구가 진행되고 있다. 하지만, 스테인리스강으로 기판을 대체할 경우, 초전도선재 제조공정을 이후의 선재 강도가 저하되는 현상이 Ni기반 합금 기판의 선재에 비해 두드러지게 나타난다. 이에 이러한 현상에 대한 평가를 통해 원인분석을 진행하고 강도열화 현상을 개선하고자 시도하였다. 선재의 물성은 기판에 의해 주로 결정이 되므로, 기판에 초점을 맞추어 연구를 진행하였다.

기판의 강도열화 현상을 제어하기 위해서는 원인분석이 선행되어야 한다. 따라서 공정 이전의 기판에 대하여 나노압입시험을 활용한 미세조직 별 압입시험을 수행하였으며, 공정 이후의 기판 내 입자들의 인장물성, 경도와 비교분석하였다. 그 결과, 기판 내 존재하는 트윈 조직이 초전도선재 제조공정 이전의 기판을 경화시켰으나, 고온 환경에서 재결정, 회복에 의해 풀리며 강도열화 현상이 나타났음을 파악하였다.

원인분석 결과를 바탕으로, 기판의 강도열화 현상의 주요 요인이 되는 재결정, 회복 현상을 제어할 수 있는 방안을 제안하였다. 기존의 기판은 높은 냉간압연의 비율로 제조되어 입계 내부에 매우 큰 소성가공 조직이 발달하였으며, 높은 입계저장에너지를 가진다. 이에 열간압연을 적용하여 입계 내부의 저장 에너지를 줄여 공정 후 기판의 회복, 재결정 정도를 줄일 수 있는 기판 제조방식을 제안하였으며, 실험 및 분석을 통해 이를 검증하였다. 그 결과 열간압연을 적용하여 제조한 기판의 경우, 열화 후 기판 재결정 정도가 낮아짐을 확인하였다. 또한 열간압연을 900도에서 적용한 경우, 열화 후의 기판 재결정 정도가 낮을 뿐만 아니라

재결정이 일어나지 않은 입자들에 의해 경화현상이 존재함을 확인하였다. 이를 통해 기관 제조 시, 열간압연에 의한 강도열화 현상의 제어 가능성을 확인하였다. 다만, 본 연구에서는 실제 초전도선재 제조공정을 거쳐 기관을 열화시킬 수 없으므로 제조공정을 거친 기관과 유사한 인장물성을 가지고 미세조직이 유사하게 발달하는 열처리 환경을 파악하여 적용하였다. 이는 초전도선재 제조공정 이후 선재의 열화정도를 평가할 수 있는 평가 방식으로 활용될 수 있을 것으로 보인다.

본 연구는 연속압입시험을 이용하여 초전도선재 제조공정 이후 스테인리스강 기관의 강도열화 현상의 원인분석을 수행하였다. 그 결과를 활용하여 강도열화 현상을 개선하기 위한 방법을 제안하였고, 제안한 방법에 대한 검증을 수행하였다. 이는 연속압입시험을 활용하여 미세조직 별 물성평가를 통해 정량적인 원인분석을 시도하였고, 분석결과를 활용하여 기관의 강도열화 현상을 제어할 수 있는 새로운 기관 제조방법을 제안하였다는 데에 의의가 있다.

주요어 : 초전도선재 기관, 강도열화, 연속압입시험, 압연, 미세조직 제어
학 번 : 2013-20582

목 차

초록	i
목차	iii
표 및 그림 목차	v
1. 서론	1
2. 이론적 배경	3
2.1. 초전도선재	3
2.2. 연속압입시험	8
3. 실험 방법	13
3.1. 초전도선재 SUS기판의 강도열화 평가	13
3.1.1. 시편 준비	13
3.1.2. 압입시험 및 조직관찰	13
3.2. 초전도선재 제조공정 모사	17
3.2.1. 기판열화	17
3.2.2. 인장시험 및 조직관찰	19
3.3. 초전도선재 SUS기판의 강도열화 제어	19
3.3.1. 기판제조	19
3.3.2. 강도열화 제어 검증	19
4. 실험결과 및 고찰	23
4.1. 초전도선재 SUS기판의 강도열화 평가	23
4.1.1. 오스테나이트계 강 냉간 변형 조직	23

4.1.2. 실험결과 및 고찰	27
4.2. 초전도선재 제조공정 모사	36
4.2.1. 고온환경 내 재료 변화 거동	36
4.2.2. 실험결과 및 고찰	38
4.3. 초전도선재 SUS기판의 강도열화 제어	44
4.3.1. 오스테나이트계 강 열간 변형 조직	44
4.3.2. 실험결과 및 고찰	47
5. 결론	54
6. References	56
7. Abstract	59

표 및 그림 목차

Table 2.1	Fabrication process of superconducting wire
Table 4.1	Chemical composition of SUS310S (mass%)
Figure 2.1	Schematic representation of superconducting wire
Figure 2.2	Current shielding effect by superconductive layer crack
Figure 2.3	Indentation load-depth curve
Figure 2.4	Schematic flow for measuring tensile properties using IIT
Figure 3.1	Specimen for evaluation of strength degradation
Figure 3.2	Equipment for evaluation of strength degradation
Figure 3.3	Equipment for reconstruction of fabrication process
Figure 3.4	Equipment for substrate fabrication
Figure 3.5	Schematic representation for substrate fabrication
Figure 4.1	Schematic representation of deformed structure of SUS310S[22]
Figure 4.2	Ni base alloy substrate tensile test results according to superconducting wire fabrication process
Figure 4.3	Stainless steel substrate tensile test results according to superconducting wire fabrication process
Figure 4.4	Indentation result of microstructure in substrate before superconducting wire fabrication
Figure 4.5	Indentation result of microstructure in substrate after superconducting wire fabrication
Figure 4.6	load-depth curve of microstructure
Figure 4.7	Indentation tensile strength of microstructure
Figure 4.8	Indentation hardness of microstructure
Figure 4.9	Schematic representation for superconducting wire fabrication process reconstruction

- Figure 4.10 Tensile strength according to exposure time and temperature
- Figure 4.11 Tensile test results of substrate exposed to degradation environment
- Figure 4.12 Microstructure of substrate exposed to degradation environment
- Figure 4.13 Schematic representation of hot rolling
- Figure 4.14 Tensile test result of substrate before degradation
- Figure 4.15 Tensile test result of substrate after degradation
- Figure 4.16 Recrystallized grain ratio of substrate after degradation
- Figure 4.17 Inverse Pole Figure of substrate hot rolled and cold rolled
- Figure 4.18 Hot rolled microstructure

1. 서 론

고온초전도선재는 극저온에서 통전을 방해하는 전기저항이 77K에서 완전히 없어지는 신소재로 유망 신기술 중 하나로 꼽힌다. 고온초전도선재의 개발에 있어서 가장 큰 이슈는 높은 선재의 가격이다. 이에 고온초전도선재 기판으로 주로 사용되는 Ni기반 합금을 보다 저렴한 스테인리스강을 적용하는 연구가 진행되고 있다.

기판의 물성은 초전도성능에도 직결되며, 선재의 물성에 가장 큰 영향을 준다. 이에 적절한 기판 소재를 선택하는 것은 중요하며, 기판의 영율과 항복강도가 주요 물성 파라미터이다. 하지만, 스테인리스강을 기판으로 적용한 초전도선재의 경우, 기존 Ni기반 합금을 기판으로 사용하던 초전도선재에 비해 공정을 거치면서 강도열화 현상이 두드러지게 나타난다. 이에 스테인리스강을 기판으로 대체 시 나타나는 강도열화 현상의 평가를 통해 원인분석을 수행하고, 이를 제어하고자 하는 방안을 제안하였다.

본 연구에서는 이를 두 가지의 주제로 분류하여 접근을 시도하고자 한다. 첫 번째는 초전도선재 기판의 강도열화 현상의 원인분석을 수행하였다. 공정 이전의 기판에 대하여 나노압입시험을 활용한 미세조직 별 압입시험을 수행하였으며, 공정을 마친 기판 내 입자의 물성과 비교분석하였다. 이를 통해 제조공정을 거치며 강도열화 정도를 높이는 미세조직을 파악하였다. 두 번째는 초전도선재 기판의 강도열화 현상을 개선할 수 있는 방안을 제안하였다. 기존의 초전도선재에 사용된 스테인리스강 기판은 냉간압연이 높은 비율로 제조되어 입계 내부에 매우 큰 소성가공 조직이 발달하였으며, 높은 입계저장에너지를 가진다. 이에 고온 환경에서 재결정 정도를 높여 물성의 저하를 야기한다. 이에 압연온도를 높임으로써 입계 내부의 저장 에너지를 줄여 공정 후 재결정 정도를 줄일 수 있는 방안을 제안하였다. 다만, 본 연구에서는 실제 초전도선재 제조공정

을 거쳐 기판을 열화시킬 수 없으므로 제조공정을 거친 기판과 유사한 물성을 가지고 미세조직이 유사하게 발달하는 열처리 환경을 파악하여 적용하였다. 검증수단으로 활용한 열처리 환경은, 초전도선재 제조공정을 거쳤을 때와 유사한 물성과 미세조직을 가지는 환경조건을 파악하여 이를 적용하였다. 이는 초전도선재 제조공정을 마친 후, 기판의 열화정도를 평가하는데 활용할 수 있을 것으로 보인다.

2. 이론적 배경

2.1. 초전도선재

초전도선재는 극저온에서 전기저항이 완전히 없어지는 소재이다. 이와 같은 초전도선재는 1960년대부터 많은 연구개발이 이루어져 왔다. 특히, 전기저항이 0이 되는 임계온도를 30K이하에서 77K로 상승시킬 수 있는 물질을 개발함에 따라 초전도선재의 응용범위가 초전도 자석 뿐만아닌 전력기기로 넓어지게 되었고, 이에 따라 연구가 활발하게 진행되고 있다. 특히 본 연구에서 다룬 2세대 고온초전도선재는 비스무스(Bi) 계열인 1세대 고온초전도선재에 비해 임계전류가 훨씬 높고, 가격대비 성능이 우수해 초전도 기기에 많이 사용되리라 예상되고 있는 소재이다.

고온초전도선재의 개발에 있어서 가장 큰 문제는 높은 초전도선재의 가격에 있다. 현재 선재의 가격은 kAm당 약 \$200 수준이다. 하지만 초전도 전력기기의 실용화는 선재의 가격이 \$50 이하가 되어야 가능하다. 이와 같은 초전도선재는, 실용화를 위해 초전도선재의 성능향상, 양산장비 개발, 기관/완충층 개발이 핵심기술로 요구되고 있다. 이에 초전도선재 기관으로 주로 사용되는 Ni기반 합금인 고가의 Hastelloy 대신 보다 저렴한 스테인리스강을 기관으로 대체하고자 하는 연구가 진행되고 있다. [1,2]

고온초전도선재는 세라믹 결정의 특성인 취성과 결정학적 이방성을 가진다. 이를 전선으로 활용하기 위해서는 유연성과 통전성을 만족시켜야 한다. 이에 그림 2.1과 같이 모재 위에 여러 층의 세라믹과 금속 박막층을 적층한 구조로 제조한다. 이러한 초전도선재는 그림 2.2의 공정을 거쳐 제조된다.

초전도선재는 고자장의 환경에서 사용이 되기 때문에, 선재의 자성화

과정에서 선재 내에 응력이 유발된다. 이 때, 초전도성능을 가지는 초전도층이 세라믹 결정의 특성을 지니기 때문에 선재가 응력을 견디지 못하는 경우, 초전도 층에서 크랙이 유발된다. 이와 같이 유발된 초전도 층의 크랙은 초전도선재의 전류 흐름을 그림 2.2와 같이 방해하며, 초전도선재의 임계전류농도(J_c)를 저하시킨다. 즉, 초전도선재의 물성은 초전도성능에 영향을 미치는 요소이다. 이 때, 선재의 물성은 기판의 물성에 의해 주로 결정이 된다. C.C. Clickner의 연구결과에 따르면 기판에 증착된 YBCO 초전도층, Ag capping layer, Cu 안정화층은 전체 항복강도에 약 10% 내외의 감소만을 가져오며, 선재 전체의 물성은 기판의 물성에 의존함을 알 수 있다. 즉, 초전도선재의 초전도성능에 직결되는 기판의 물성은 매우 중요한 요소이다. 특히, 기판의 영율과 항복강도가 주요한 물성 파라미터로 여겨진다. [3-5,20,21]

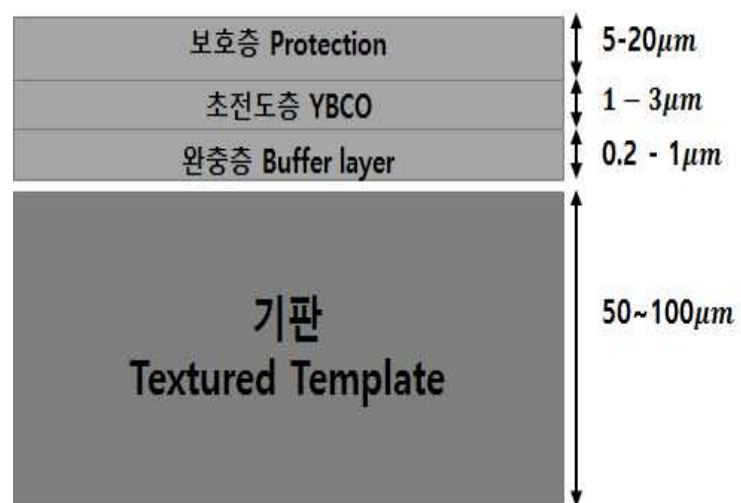


Figure 2.1 Schematic representation of superconducting wire

공정단계	공정용도	증착 물질	공정 온도/시간
<div>Electro-polishing</div> <div>↓</div> <div>MRDS</div> <div>↓</div> <div>IBAD</div> <div>↓</div> <div>Heat treatment</div> <div>↓</div> <div>RCE-DR</div> <div>↓</div> <div>Ag Sputter</div>	Substrate Planarization		50°C → 55°C (33m 20s)
	Buffer	Y ₂ O ₃ Al ₂ O ₃	200°C → 150°C (7m 10s)
		MgO LMO	100°C → 700°C → 750°C (6m 55s)
	Stabilize	-	820°C (1m 40s)
	Super Conductor	GdBCO	400°C → 860°C → 400°C (5m 31.5s)
	Stabilizer	Ag	250°C (5m 12s)

Table 2.1 Fabrication process of superconducting wire

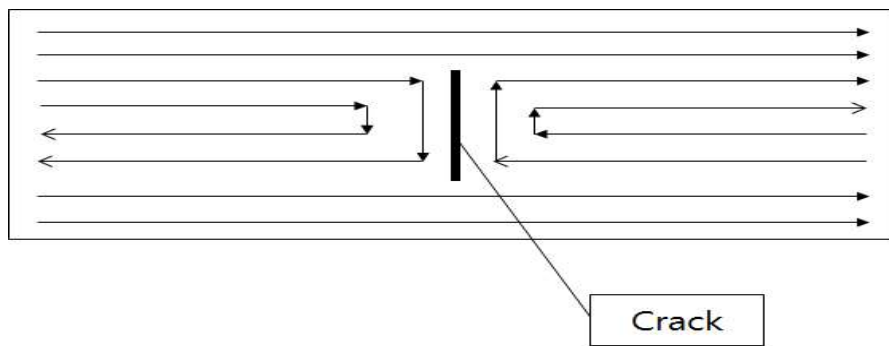


Figure 2.2 Current shielding effect by superconductive layer crack

2.2. 연속압입시험법

연속압입시험법(IIT, Instrumented Indentation Technique)은 재료 표면에 간단한 압입시험을 통하여 다양한 역학 특성을 평가할 수 있는 시험법이다. 기존의 경도 시험법이 압입 후에 압흔을 광학적으로 직접 관찰하여 경도를 산출하는 것에 비하여, 연속압입시험법은 압흔의 관찰 없이 압입을 통하여 도출되는 하중-변위 곡선(load-depth curve)의 분석으로부터 재료의 기계적 특성을 측정할 수 있다. 기본적인 재료의 기계적 물성인 경도와 탄성계수 외에도 인장물성, 잔류응력, 파괴인성 등의 측정이 가능하며, 다양한 스케일에 대한 평가를 할 수 있다.

이 시험법은 비파괴적이며, 재료의 국부적인 물성 도출이 가능하고, 시편의 제약이 없다는 장점이 있다. 또한 시험장비의 휴대성이 용이하여 현장에서 적용이 가능하다. 이에 구조물 및 산업 설비의 평가에 널리 사용되는 추세이다. 또한 나노 단위까지 시험범위가 확장됨에 따라 마이크로, 나노크기의 미세소재에 대한 물성평가가 가능해졌으며 재료의 국부 영역 평가 또한 가능해졌다.

연속압입시험법의 하중-변위 곡선으로부터 가장 기본적으로, 재료의 경도를 얻을 수 있다.

기하학적인 유사성을 지닌 압입자를 이용하여 측정된 하중-변위 곡선의 해석을 통해 일반적으로 평가되는 경도값은 최대 압입하중 L_{\max} 에서의 평균접촉압력 P_m 으로 정의되며, 아래와 같이 기존의 경도와 유사한 정의를 따른다.

$$H_T = \frac{L_{\max}}{A_c} = P_m \quad (2-1)$$

여기서 A_c 는 최대 압입하중에서 압입자와 재료가 접촉하고 있는 부

분의 투영 단면적인 접촉면적을 의미한다. 이 때의 접촉면적은 압입자의 기하학적 형태에 의하여 접촉깊이(h_c)의 함수로 표현할 수 있다.[6,7]

연속압입시험법의 하중-변위 곡선으로부터 재료의 경도 이외에도, 재료의 인장물성을 구할 수 있다.

압입하중이 증가함에 따라 압입자 하부에서는 평균 접촉압력과 변형률이 점차 증가하기 때문에 이로부터 일축 인장시험과 마찬가지로 인장물성을 평가할 수 있다.[8-16] 압입하중의 증가에 따른 압입자 하부 소재의 변형거동은 탄성, 탄/소성, 완전소성영역으로 천이된다. 이에 인장특성의 평가를 위해서는 압입시험 결과에서 인장 응력과 압입 변형률의 분석이 필요하다.

우선 인장응력은 다음 식과 같이 각 세 단계에서 평균 접촉압력과 인장응력의 비인 소성구속인자를 결정함으로써 평가한다.

$$\sigma = \frac{P_m}{\psi} = \frac{1}{\psi} \frac{F_{\max}}{A_c} \quad (2-2)$$

소성구속인자 ψ 은 Francis의 연구와 압입자 하부 변형상황의 모델링을 통해 제시된 탄성, 탄/소성, 완전소성의 각 단계 별 모델링 결과가 제시되어 있으나, 완전소성변형 영역까지의 천이 속도가 빨라서 현재 인장응력의 분석에는 주로 값을 3으로 하는 식을 사용한다.[10,17-19]

변형률을 정의하는 초기 연구에서는 압입자의 형상과 소성접촉반경을 관련지어 실험적으로 압입변형률을 $0.2a_c/R$ 로 표현하였으나, 실험적인 한계로 인해 몇 가지 강재에서만 유효한 결과를 나타내었다. 따라서 최종적으로는 압입자 반경과 압입깊이와의 기하학적 관계를 이용하여, 압입 방향인 z 축 방향의 변위를 정의하고 이를 미분하여 변형률을 얻게

된다. 이 때 압입시험시의 대표적인 변형률은 압입변형이 최대가 되는 지점으로 정의하여 최종적으로는 다음 식과 같은 압입변형률을 정의하였다.[17]

$$\epsilon = \frac{\alpha}{\sqrt{1-(A_c/R)^2}} \frac{A_c}{R} \quad (2-3)$$

식 (2-2,3)에 의해 얻어진 대표변형률, 대표응력 값은 각 재료의 변형 속성을 나타내는 다음과 같은 구성방정식에 최적화시킴으로써 인장물성을 측정할 수 있다. 여기서 K 는 응력계수, n 은 가공경화지수이다.

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (2-4)$$

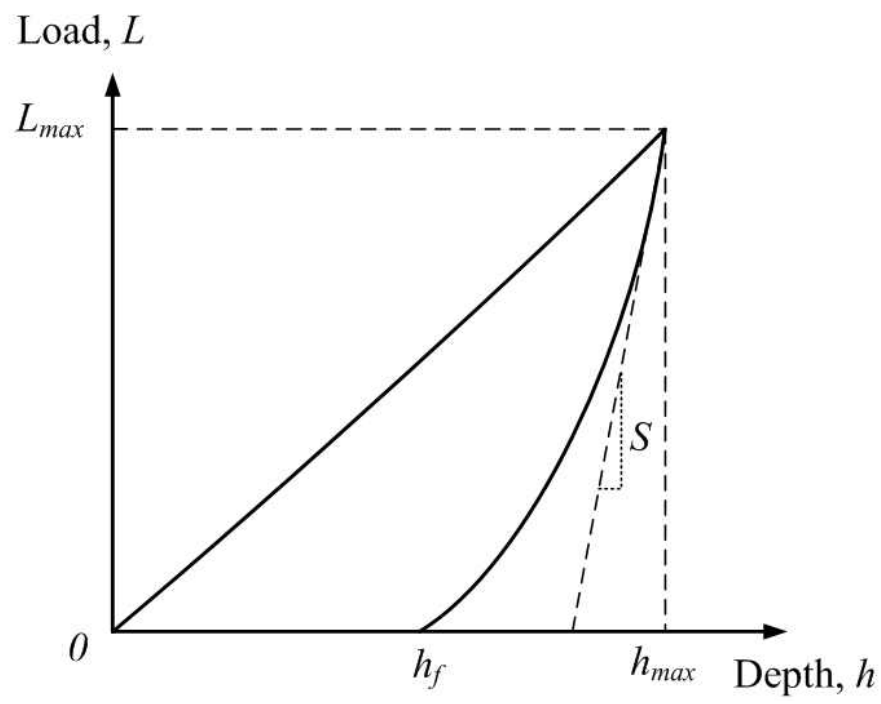


Figure 2.3 Indentation load-depth curve

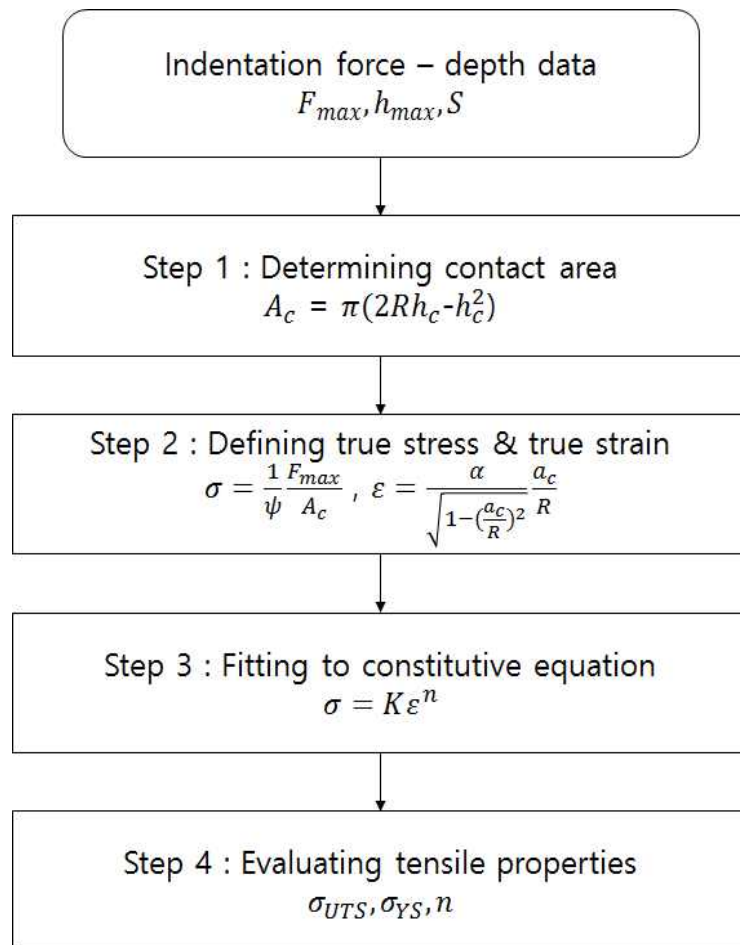


Fig. 2.4 Schematic flow for measuring tensile properties using IIT

3. 실험 방법

3.1. 초전도선재 SUS기판의 강도열화 평가

3.1.1. 시편 준비

스테인리스강을 기판으로 적용한 초전도선재의 강도열화 현상의 원인분석을 위해 강도열화에 가장 영향을 미치는 미세조직을 파악하고자 시험을 진행하였다. 초전도선재 제조공정 이전의 기판과 초전도선재 제조공정 이후의 기판에 대하여 나노압입시험을 수행하였다. 압입시험 후, 압입된 미세조직을 확인하였으며, 두 기판 모두 기판의 뒷면에 시험을 수행하였다.

재료의 표면은 표면 조도에 의한 영향을 제거하고자 연마지(#2000)와 다이아몬드 서스펜션(3 μ m, 1 μ m)을 사용하여 순차적으로 진행하였다. 이후 나노압입시험을 수행하였으며, 압입된 시편에 대하여 ion milling system을 활용하여 잔류응력을 제거한 후, 압입된 미세조직을 확인하였다. 이 때, Ion milling은 Acceleration 6kV, Discharge current 430 μ A에서 10분 수행하였다.

3.1.2. 압입시험 및 조직관찰

강도열화 현상에 주로 영향을 주는 미세조직을 파악하기 위하여 초전도선재 제조공정 이전의 기판에 미세조직 별 인장물성과 경도평가를 수행하였다. 초전도선재 제조공정 이후의 기판은 제조공정 이전의 기판에 발달한 미세조직과의 비교를 위하여 기판 내 입자의 인장물성과 경도평가를 수행하였다.

사용한 기기는 Hystron社의 In-situ Pico indenter, 압입자 종류는 지

름 1 μ m의 spherical이다. 하중제어 방법으로 시험을 수행하였으며, 5회 다중압입하였다. 각 기판에 발달한 입자의 크기와 압입자의 크기를 고려하여, 압입 최대하중은 4000 μ N으로 설정하였으며, 800 μ N씩 최대하중을 증가시키며 5회 다중압입하였다. 이에 적합한 압입속도를 설정하였으며, 압입속도는 100 μ N/s로 각 싸이클의 최대하중에서 1sec동안 유지하였다. 동일한 시험조건을 두 시편에 대해서 약 10 \times 10, 100회의 압입시험을 수행하였다.

압입시험을 수행한 기판의 미세조직 확인은 TSL社의 EBSD 장비를 활용하였다.

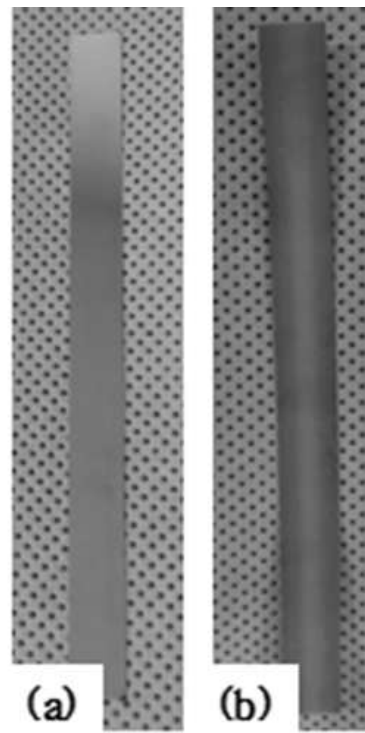


Fig. 3.1 Specimen for evaluation of strength degradation
(a) Substrate before superconducting wire fabrication
(b) Substrate after superconducting wire fabrication

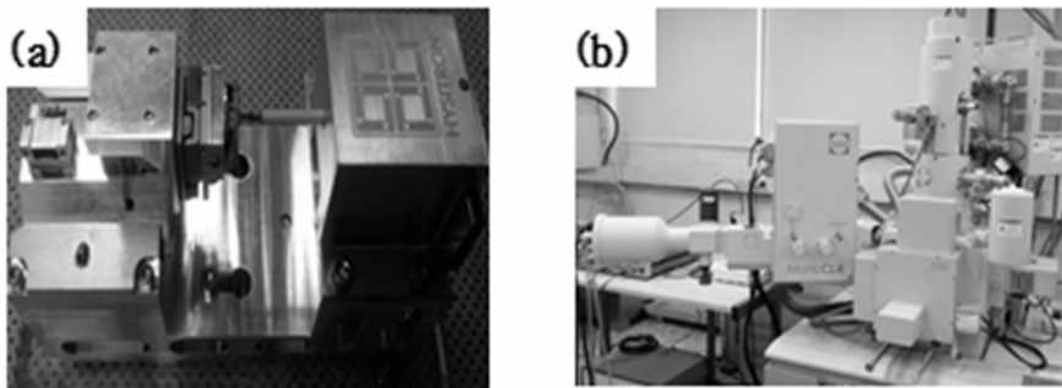


Fig. 3.2 Equipment for evaluation of strength degradation

(a) Hystron, in-situ pico indenter (b) TSL, EBSD

3.2. 초전도선재 제조공정 모사

3.2.1. 기판 열화

초전도선재 제조공정 이전의 기판에 대하여 열화시험을 수행하였다. 열화시험을 수행할 온도는 기판 제조공정 내 고온 환경 범위 내에서 설정하였다. 먼저, 중간온도인 780℃에서 20분 단위로 노출시간을 증가시키며 기판을 고온 환경에 노출시켰다. 이후, 780℃ 이상의 온도에 대하여 기판을 열화시켰으며 820℃, 860℃에서 20분 단위로 노출시간을 증가시키며 기판을 고온 환경에 노출시켰다. 이 때, 고온 환경에 노출시킨 기판들은 공냉하였다.

기판 열화시험은 JVAC社의 tube furnace를 활용하였다. 210 voltage, 0.15 current에서 승온시켰으며, 이후 온도를 유지하였다.

3.2.2. 인장시험 및 조직

열화시킨 기판에 대하여 12mm×100mm로 기판을 절삭하여 인장시험을 진행하였다. 시험에 사용한 장비는 Instron社의 Dynamic material testing machine으로, 하중범위와 분해능을 고려하여 $\pm 5kN$ 의 판형 지그를 사용하였다. 시험속도는 3mm/min으로 수행하였다.

보다 정확한 환경모사를 위하여 인장물성을 평가한 기판에 대하여, 미세조직 분포 분석을 추가적으로 진행하였다. 이는 TSL社의 EBSD장비를 활용하였다.

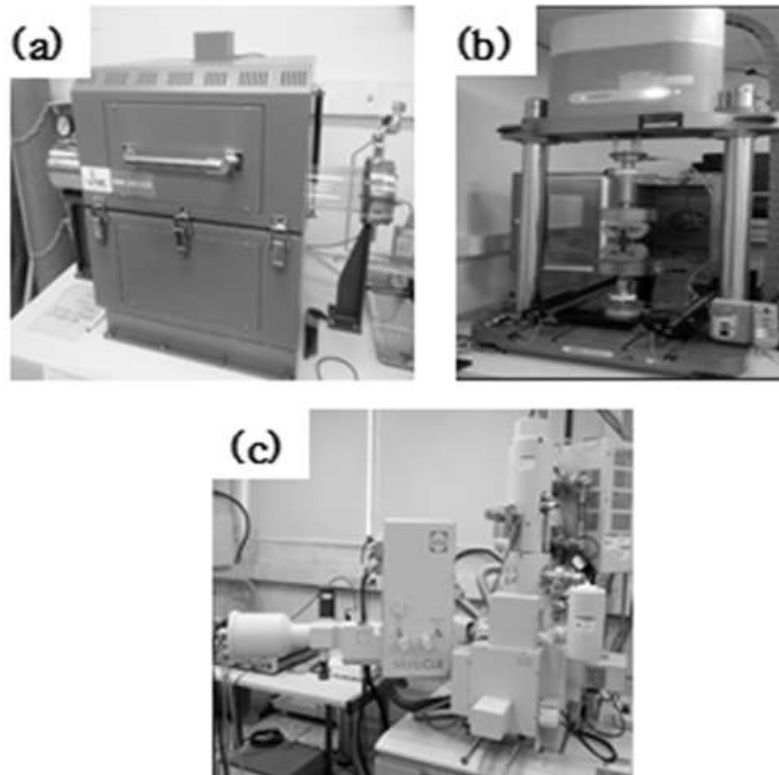


Fig. 3.3 Equipment for reconstruction of fabrication process

(a) JVAC, Tube furnace (b) Instron, Dynamic material testing machine

(c) TSL, EBSD

3.3 초전도선재 SUS기판의 강도열화 제어

3.3.1. 기판제조

두께 10mm의 열간압연으로 제조된 판재 SUS310S를 압연과정을 통해 두께 0.3mm의 기판을 제조하였다. 압연온도에 따른 영향을 보기 위하여 압연온도를 달리 적용하여, 총 3가지 조건으로 기판을 제조하였다. 냉간압연만으로 10mm에서 0.3mm로 압연한 기판, 900℃에서 열간압연으로 1mm까지 압연 후 냉간압연으로 0.3mm로 압연한 기판, 1000℃에서 열간압연으로 1mm까지 압연 후 냉간압연으로 0.3mm로 압연한 기판, 총 3가지 기판을 제조하였다. 열간압연은 furnace로 판재의 온도를 900℃와 1000℃에 충분히 고온환경에 노출시켜 판재의 온도가 노출온도와 같아짐을 확인 후에 압연을 수행하였다. 열간압연은 판재에 크랙이 유발하지 않도록 매 회 25%의 압하율로 진행하였으며, 총 9회의 압연을 수행하였다. 그 후, 1mm에서 0.3mm까지 냉간압연을 수행하였다. 이 때, 변형온도는 SUS310S의 온도별 항복강도변화를 참고하여 급격한 항복강도의 변화가 나타나기 시작하는 900℃와 1000℃를 설정하였다.

기판 제조는 냉간압연에는 mitubisi社의 냉간압연기, 열간압연에는 POSCO社의 이속압연기를 사용하였다.

3.3.2. 강도열화 제어 검증

제조한 기판에 대하여 초전도선재 제조공정을 거치면서 나타나는 강도열화 현상의 제어 유무를 확인하기 위하여, 본 연구 결과 중 초전도선재 제조공정을 모사한 환경조건을 적용하였다. 제조한 기판을 12mm×100mm의 크기로 절삭하여 JVAC社의 furnace로 820℃에서 70분 고온환경에 노출하여 열화시켰다.

열화 전, 후의 기판에 대하여 물성평가 및 미세조직 분포 분석을 진

행하였다. 다만 제조한 기판의 경우, 두께가 기존의 기판보다 두꺼워졌으므로 하중범위와 분해능을 고려해 $\pm 30kN$ 의 판형 지그를 사용하였다. 인장시험은 Instron社의 Dynamic material testing machine을 사용하였으며, 조직관찰은 TSL社의 EBSD를 활용하였다.

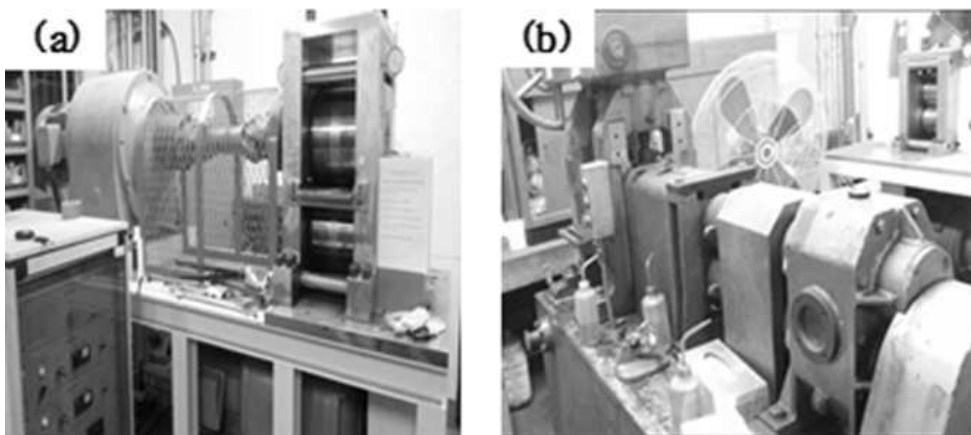


Fig. 3.4 Equipment for substrate fabrication
(a) POSCO, Hot rolling system (b) mitubisi, Cold rolling system

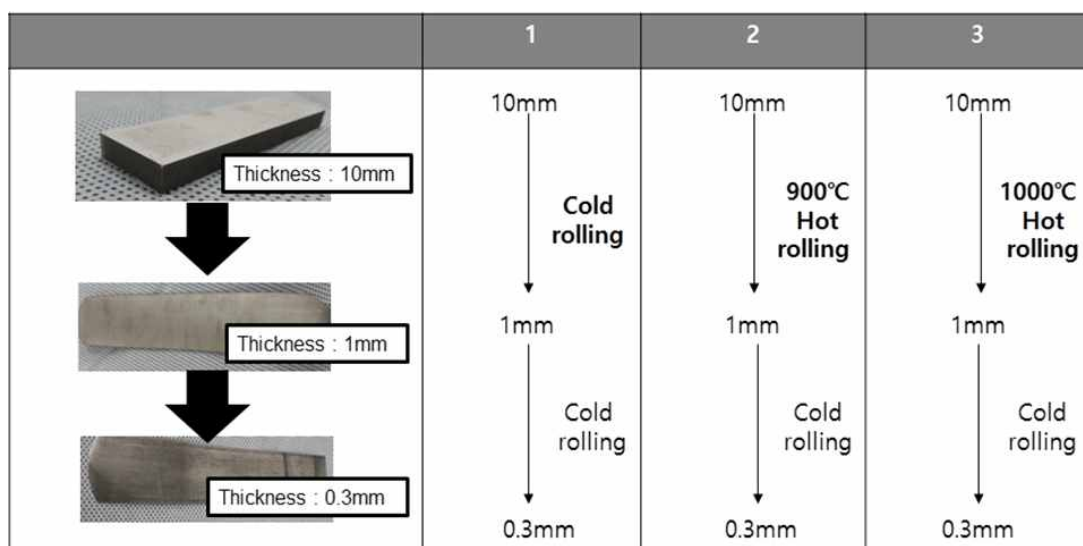


Fig. 3.5 Schematic representation for substrate fabrication

4. 실험결과 및 고찰

4.1. 초전도선재의 강도열화 저하 평가

4.1.1. 오스테나이트계 강의 냉간 변형 조직

초전도선재의 기판에 쓰이는 SUS310S를 압연했을 시, 발달하는 미세조직에 관련하여 다수의 선행연구가 진행되어있다.

SUS310S는 표 1과 같은 화학 조성을 지닌다. 또한 SUS310S는 매우 낮은 적층에너지를 가지는 재료이다. 이에 압연을 통한 기판 제조 시 {110}<112>의 조직이 발달하며, 낮은 적층에너지에 의해 주로 트윈조직을 형성하는 변형거동을 가진다. 또한 SUS310S는 오스테나이트 상의 안정도가 매우 높아, 매우 얇은 두께로 압연이 가능하다. 얇은 두께로 압연 시, 트윈 조직이 다수 형성되며 주로 수백 나노미터의 두께를 가지는 트윈 층의 형태를 가지며 변형된다.[23,24,26]

Tatsuya Morikawa는 압연에 의해 SUS310S에서 발달되는 조직을 주사전자현미경과 투과전자현미경을 통해 확인하였다.[22,25] 변형된 SUS310S에서는, 압연 방향과 평행한 방향으로 전단밴드가 다수 발달하며 이는 주로 모재와 층상조직 형태를 지닌다. 이와 같은 조직은 변형쌍정구조의 발달에 의해 형성되는 것으로, Twin and Matrix (T-M) lamellar 조직이라 부른다. 트윈 구조는 전위의 이동을 막을 정도로, 트윈 입계에서의 결정 방위차(misorientation)가 크다. 이러한 특징으로 인해 트윈 입계에 응력이 많이 가해지는 경우, 전위가 입계에 쌓이는 현상이 발생한다. 높은 변형률에 의해 SUS310S에 변형이 많이 가해지는 경우에는 T-M lamellar 조직 내에 전단밴드가 다수 형성되어, 높은 에너지상태를 해소하기 위하여 재결정과 유사한 메커니즘으로 크기가 작은 입자들이 형성된다. 즉, T-M lamellar 조직을 깨뜨리고, 작은 입자들을

형성하는 형태의 미세조직이 발달한다. 이를 fine-grained 조직이라 부른다. SUS310S 압연 시, 앞서 언급한 트윈과 연관된 조직인 T-M lamellar조직과 fine-grained조직 외에도 트윈조직이 발달하지 않은 조직도 소량 존재한다. 이와 같은 트윈조직이 발달하지 않은 조직의 경우에는, 변형률이 증가할수록 적게 발달하는 경향성을 지닌다. 즉, 초전도선재의 기관에 사용되는 SUS310S를 압연했을 때 발달하는 미세조직은 Twin and Matrix (T-M) lamellar 조직, fine-grained 조직, 트윈이 발달하지 않은 조직으로 나눌 수 있다.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.05	0.84	1.20	0.016	0.001	19.2	24.8	Bal.

Table 4.1 Chemical composition of SUS310S (mass %)

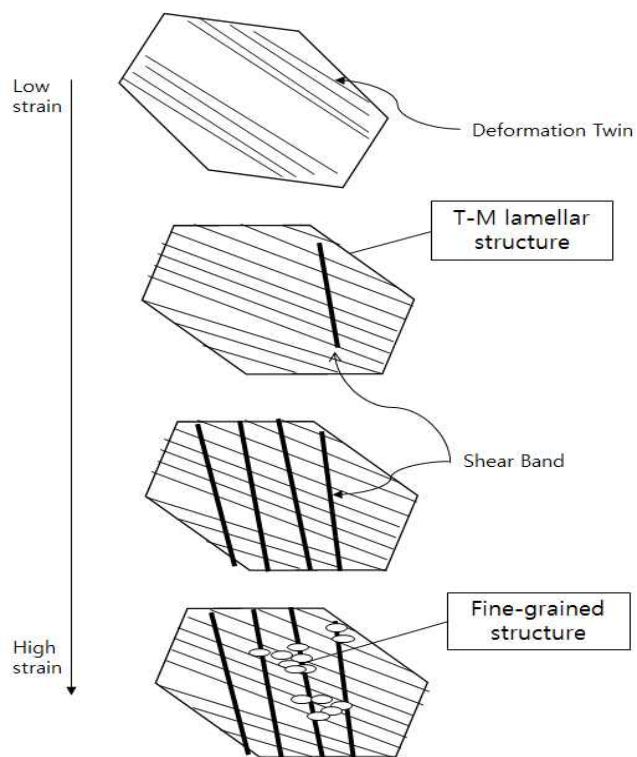


Fig. 4.1 Schematic representation of deformed structure of SUS310S[22]

4.1.2. 실험결과 및 고찰

재료가 고온 환경에 노출되면, 회복, 재결정, 결정립 성장의 상변태가 일어나게 된다. 이에 결정립 내부와 경계에서 물성의 변화가 나타난다. 다만 그 정도가 재료의 특성, 입계저장에너지에 따라 차이가 존재한다.

초전도선재 기관의 경우에도, 초전도선재 제조공정 내 고온 환경에 노출되므로 결정립 내부와 경계에서의 물성변화가 나타난다. 이에 의한 강도열화 현상을 제어하기 위해서는 원인분석이 선행되어 열화 정도를 높이는 미세조직에 대한 영향인자분석이 이루어져야 한다. 일반적으로 원인분석은 광학적 분석을 통한 정성적인 접근에 의해 영향인자분석을 수행한다. 본 연구에서는 정성적 접근 뿐만 아니라, 미세조직 별 물성평가를 통하여 물성 기반의 정량적 접근을 동시 수행하였다. 즉, 물성 기반의 정량적인 원인분석을 통해 기관조직의 변화를 보다 정밀하게 나타냈으며, 기관 내 조직이 전체 물성에 미치는 영향을 파악하였다.

강도열화 현상의 원인분석에 앞서, 현상파악을 수행하였다. 시험 결과 Ni기반 합금을 기관으로 사용한 초전도선재는 공정이 진행됨에 따라 강도열화 현상이 두드러지지 않았으며, 공정 전/후 기관의 인장물성 비교 결과, 인장물성의 값이 약 20% 저하됨을 확인하였다. 반면, 스테인리스강 기관을 사용한 초전도선재는 공정이 진행됨에 따라 강도열화 현상이 두드러짐을 확인할 수 있었으며, 공정 전/후의 기관 인장물성 비교 결과, 인장물성의 값이 약 70% 저하됨을 확인하였다.

SUS310S를 기관으로 사용한 초전도선재의 강도열화 현상에 가장 영향을 미치는 미세조직 분석을 수행하고자 초전도선재 제조공정 이전의 기관에 대하여 미세조직 별 압입시험을 수행하였다. 또한, 이 결과를 초전도선재 제조공정 이후의 기관 내 입자의 물성과 비교분석하였다.

SUS310S에서 발달하는 변형조직인 T-M lamellar 조직, fine-grained 조직, 트윈이 발달하지 않은 조직 총 세 조직에 대하여 압입시험을 수행하였다. 압입시험을 통해 얻은 하중-변위 곡선을 통하여 압입인장물성과 경도를 미세조직 별로 분석하였다. 물성평가 결과 T-M lamellar 조직과 fine-grained 조직의 물성은 기판 전체의 인장물성(YS : 887MPa, UTS : 938MPa)보다 높게 평가되었다. 트윈과 연관이 없는 조직은 기판 전체의 인장물성보다 낮게 평가되었으며, 공정을 마쳐 응력이 풀린 조직과 인장물성이 유사함을 확인하였다. 각 조직에 대하여 경도를 추가 비교한 결과, 인장물성과 유사한 경향성을 가짐을 확인하였다.

분석 결과, 초전도선재 제조공정 이전의 기판은 입계 내부에 매우 큰 소성가공 조직이 발달하여, 높은 입계저장에너지에너지를 가짐을 파악하였다. 이와 같은 조직은 제조공정 이전의 기판을 경화시켰으나, 고온 환경에서 기판의 재결정정도를 높여 강도열화 현상이 나타났음을 확인하였다.

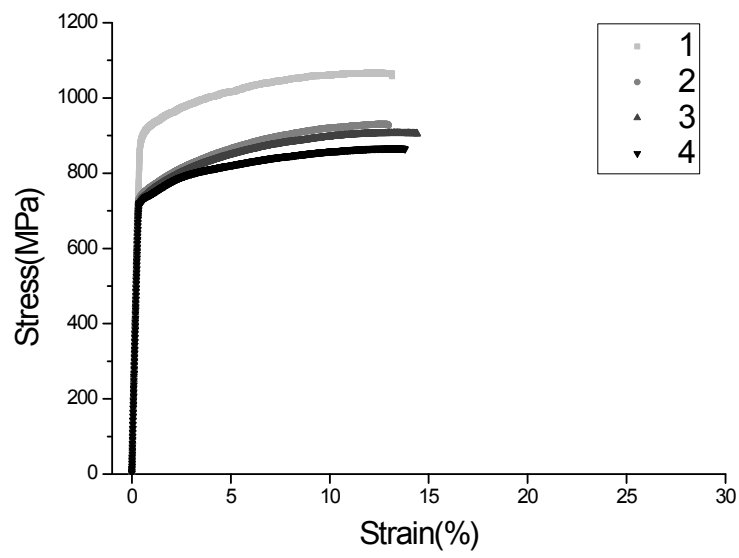


Fig. 4.2 Ni base alloy substrate tensile test results according to superconducting wire fabrication process

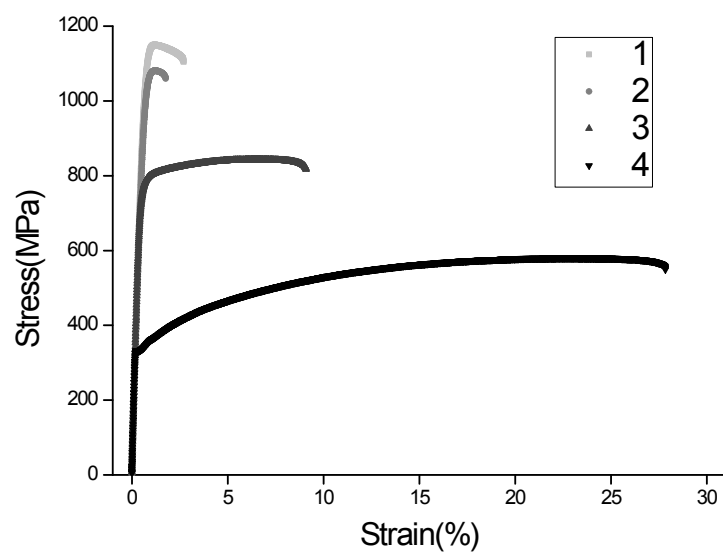


Fig. 4.3 Stainless steel substrate tensile test results according to superconducting wire fabrication process

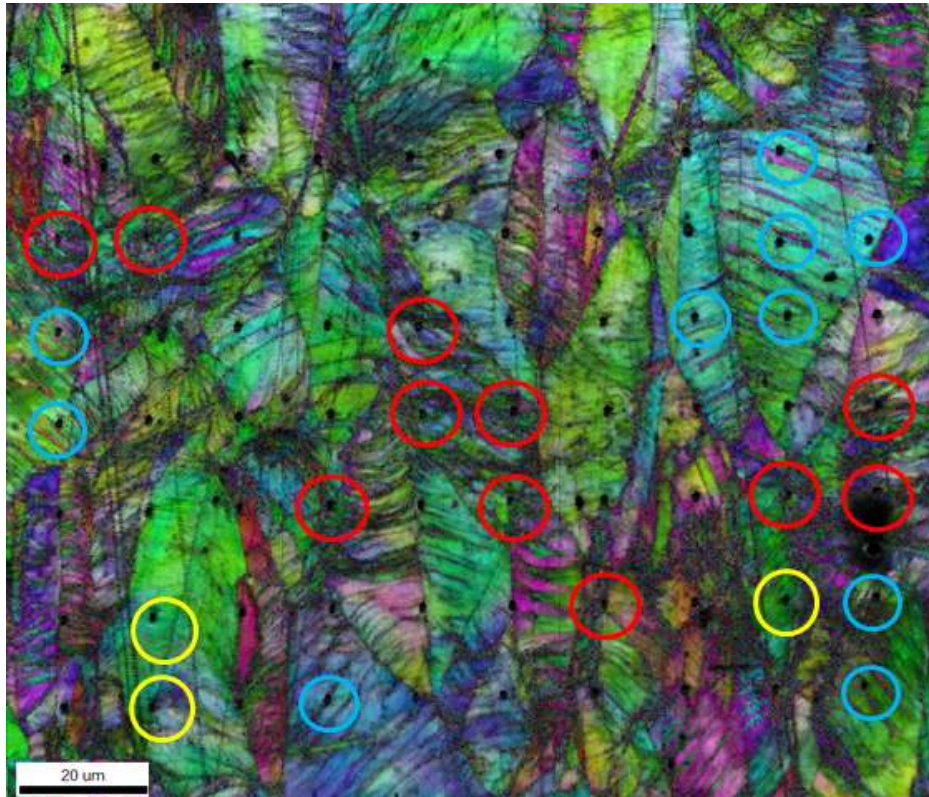


Fig. 4.4 Indentation result of microstructure in substrate before
superconducting wire fabrication process
(Blue : T-M lamellar structure, Red : fine-grained structure,
Yellow : grain without twin)



Fig. 4.5 Indentation result of microstructure in substrate after superconducting wire fabrication

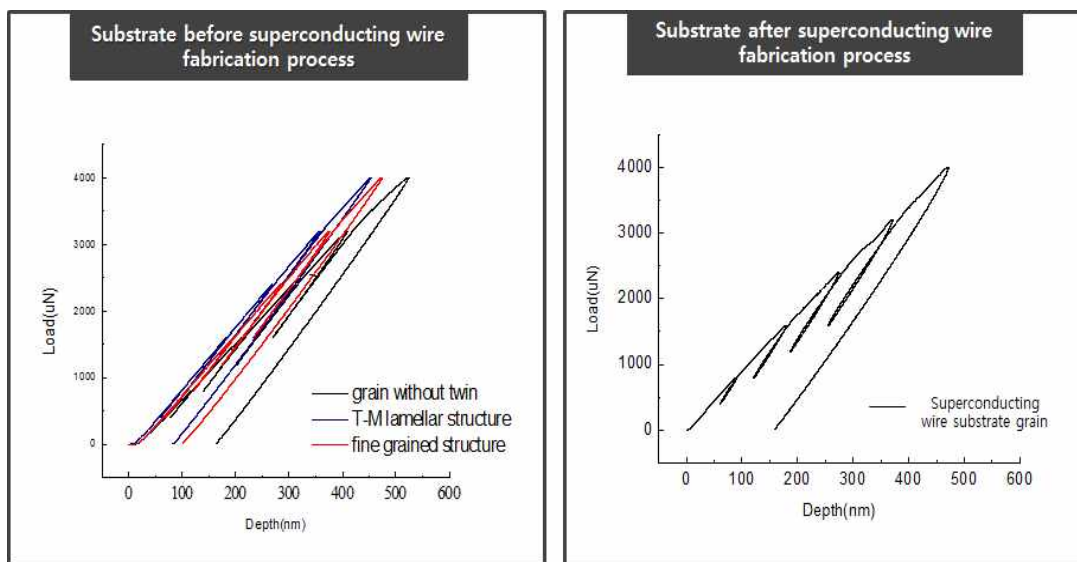


Fig. 4.6 Load-depth curve of microstructure

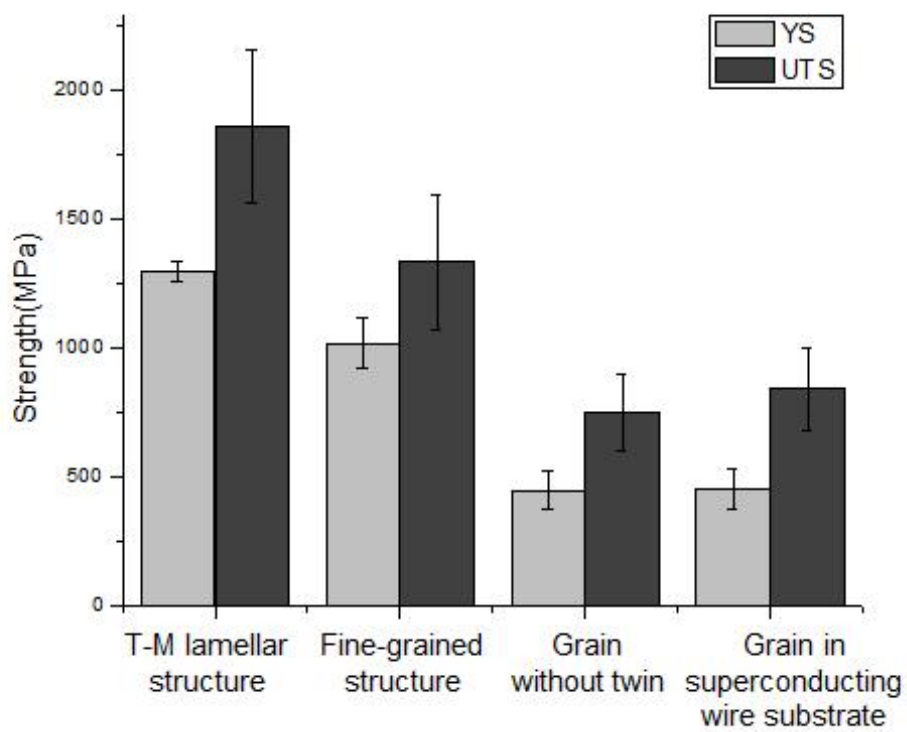


Fig 4.7 Indentation tensile strength of microstructure

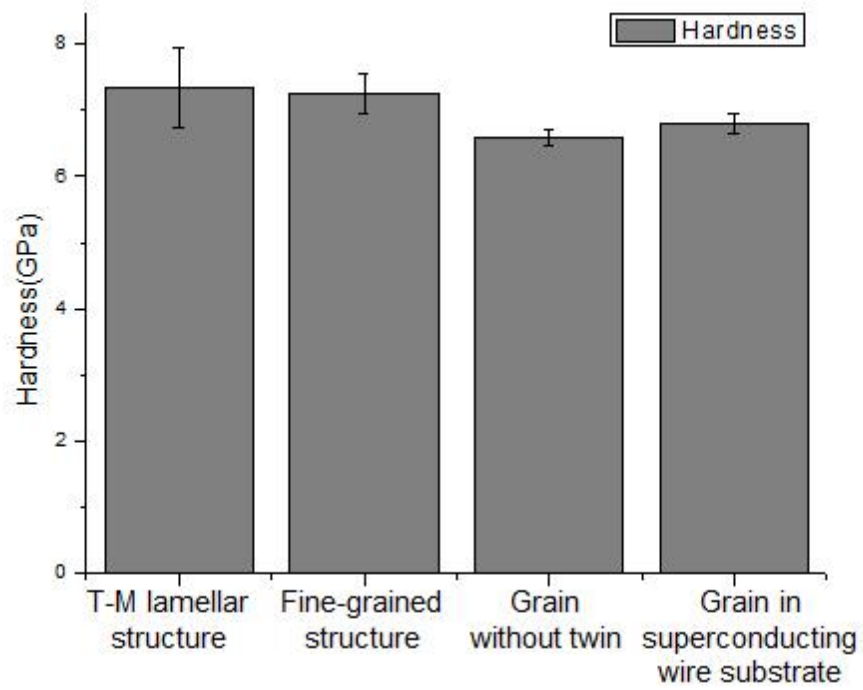


Fig. 4.8 Indentation hardness of microstructure

4.2 초전도선재 제조공정 모사

4.2.1. 고온환경 내 재료 변화 거동

재료의 결정조직 및 결정립 크기 등은 열처리조건에 크게 영향을 받는다.

일반적으로, 열처리조건에 따른 결정립 크기의 변화는 열처리시간과 온도의 함수로서 나타낼 수 있는데, 결정립 크기는 가열온도와 시간에 따라 증가하는 경향을 가진다. 이러한 경향은 결정립 성장이 확산에 의해 발생하는 현상의 일종으로 확산의 법칙을 따르기 때문에 나타난다. 따라서 결정립 크기의 포물선 형태의 증가경향을 열처리시간의 함수로써 표현하면 다음과 같은 관계식으로 표현할 수 있다.

$$D^2 = Kt + c \quad (4-1)$$

여기서 D 는 결정입자의 직경, K 는 상수, t 는 열처리시간을 나타낸다. 그리고 식에 열처리온도의 함수를 부가시켜 재구성하면 다음과 같은 식으로 변환시킬 수 있다.

$$D^2 - D_0^2 = K_0 t e^{-Q/RT} \quad (4-2)$$

D_0, D 는 시간 t_0, t 에서의 평균 결정입자 직경, Q 는 활성화 에너지, R 은 기체상수, T 는 열처리온도, K_0 는 상수이다.

이 식을 통해 결정입자의 직경은 열처리 시간에 따라 직선적으로 증가되고, 온도 상승에 따라 현저하게 성장된다는 사실을 알 수 있다. 이와같은 결정입자의 직경은 재료의 물성에 상당한 영향을 준다. 이는 Hall-Petch 구성방정식을 통해 알 수 있으며, 그 식은 다음과 같다.

$$\sigma = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (4-3)$$

여기서 k_y 는 Hall-Petch slope이며, d 는 결정입자의 직경이다.
[43,44]

결정립크기 뿐만 아니라 결정조직 또한, 열처리 조건에 의해 많은 영향을 받는다.

변형조직이 소둔을 거치게 되면 회복, 재결정, 결정립성장의 과정을 거치며 원래의 상태로 돌아가려는 경향을 가진다. 회복은 가공 당시 증가된 전위밀도의 감소 및 전위의 재배열이 일어나는 과정으로, 재결정이 일어나기 전에 나타난다. 재결정은 변형된 결정립 내에서 변형되지 않은 새로운 결정립을 형성하는 과정으로 이후에 계속해서 열처리가 이루어지면 결정립의 성장이 일어나게 된다. 이러한 과정을 통해 전위의 재배열과 감소, 변형되지 않은 결정립의 형성과 성장에 의해 기계적 물성의 저하가 야기된다. [26,44]

4.2.2. 실험결과 및 고찰

본 연구는 강도열화 현상을 제어하기 위한 방안의 검증수단으로 활용하기 위해 진행하였다. 실제 초전도선재 제조공정을 거치지 않아도 기판의 강도열화 정도를 평가할 수 있는 환경조건을 구축하고자 하였다. 다만, 실제 초전도선재 제조공정의 온도이력이 매우 복잡하여 이를 그대로 재현하는 데에 한계점이 존재하였고, 보다 단순화된 환경조건으로 초전도선재 제조공정을 모사하였다. 이에 초전도선재 제조공정 이전의 기판을 다양한 고온 환경이력에 노출시킨 후, 인장물성과 미세조직 변화거동을 분석하였다. 이를 통해 기판이 초전도선재 제조공정 이후의 기판과 유사한 물성을 가지고 미세조직이 유사하게 발달하는 환경조건을 파악하였다.

기판의 노출온도, 시간 별 인장물성 변화를 분석한 결과, 초전도선재 제조공정 이후의 기판 인장물성(YS : 296MPa, UTS : 511MPa)과 유사한 물성을 가지는 기판은 780℃에서 90분 노출시킨 기판과 820℃에서 70분 노출시킨 기판임을 파악하였다. 다만, 두 기판의 물성은 매우 유사하게 나타났으나 780℃에서 90분을 노출시킨 기판은 연신율이 다소 낮은 특징이 존재하였다. 반면, 820℃에서 70분을 노출시킨 기판은 초전도선재 제조공정 이후의 기판과 경화거동 또한 매우 유사하였다.

초전도선재 제조공정과 유사한 환경조건을 파악하기 위해서 780℃에서 90분 노출시킨 기판과 820℃에서 70분 노출시킨 기판에 대하여 미세조직 분석을 추가적으로 수행하였다. 이 때, 미세조직 비교 파라미터는 재결정정도를 파악할 수 있는 GOS(Grain Orientation Spread)와 트윈조직의 비율을 파악할 수 있는 방위각 분포(Misorientation Angle)를 비교하였다. [37-40]

미세조직 분석 결과 780℃ 90분 노출시킨 기판에 대해서는 재결정정도가 초전도선재 제조공정 이후의 기판에 비하여 적음을 알 수 있었고, 트

원조직 또한 적게 발달하였다. 이에 초전도선재 제조공정 이후의 기판에 비해 연신율이 다소 떨어진 것으로 파악할 수 있다. 820℃ 70분 노출시킨 기판은 재결정정도가 초전도선재 제조공정 이후의 기판과 유사하게 나타났으며, 트윈조직 또한 유사하게 발달하였다. 이에 820℃ 70분 노출시킨 기판은 초전도선재 제조공정 이후의 기판과 유사한 물성과 미세조직 분포를 가짐을 파악할 수 있었고, 기판이 초전도선재 제조공정을 거친 후의 열화 정도를 파악할 수 있는 지표로써 활용할 수 있을 것으로 보인다.

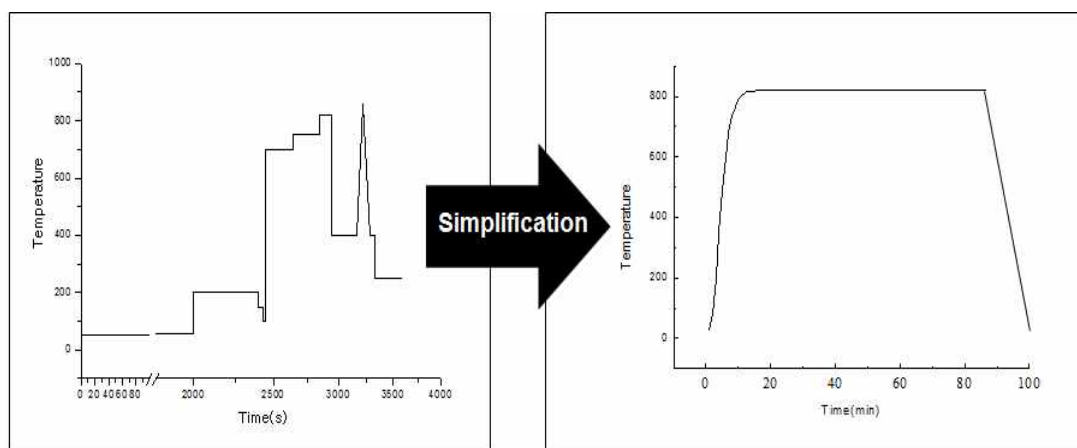


Fig. 4.9 Schematic representation for superconducting wire fabrication process reconstruction

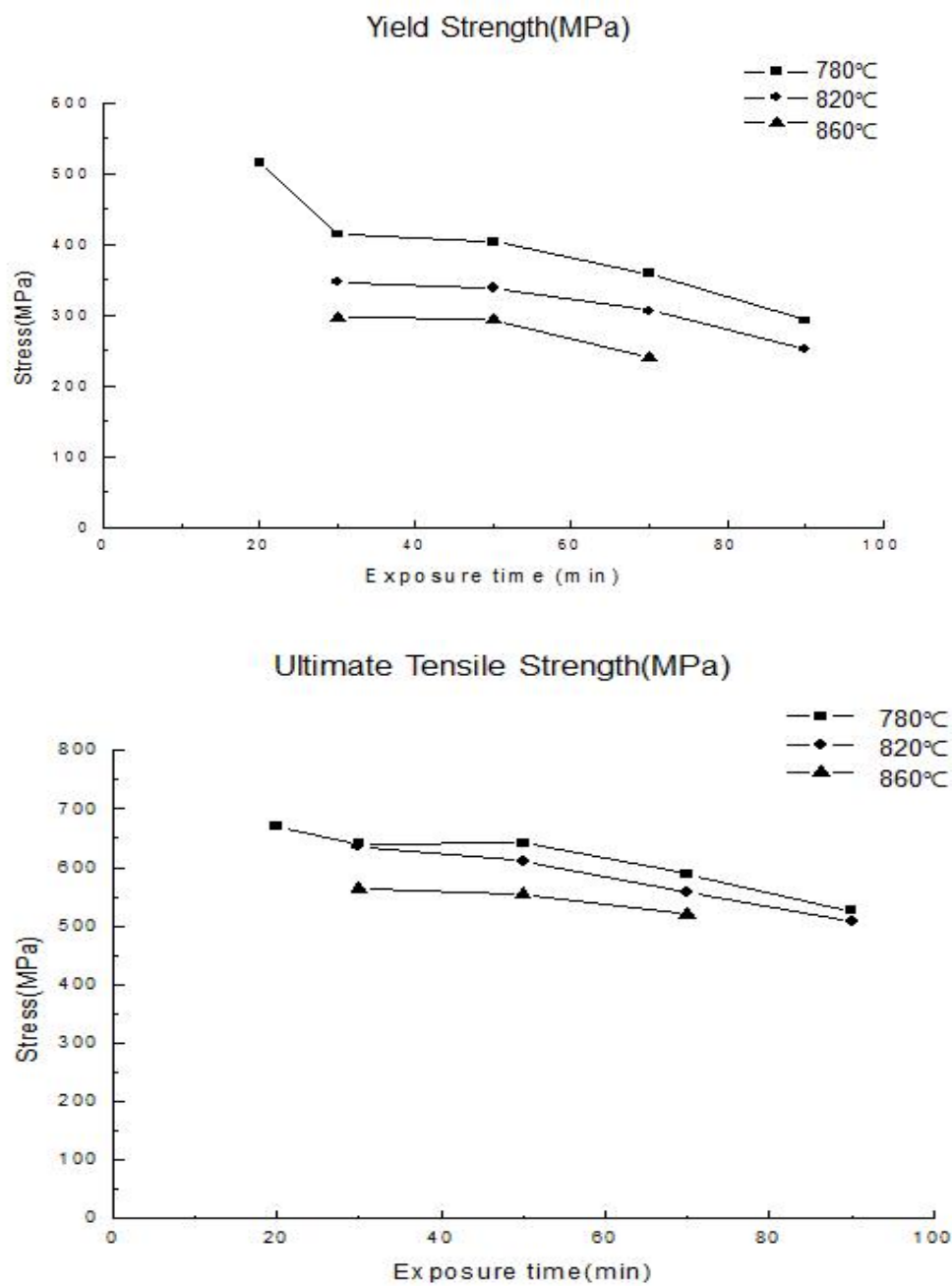


Fig. 4.10 Tensile strength according to exposure time and temperature

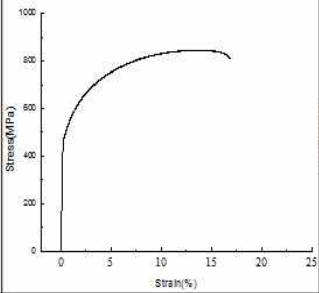
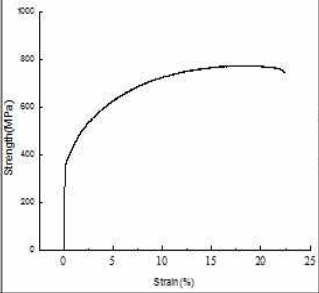
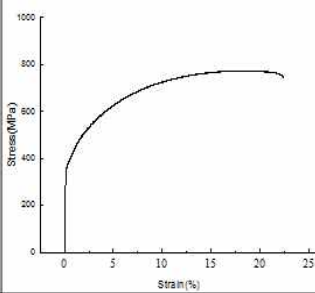
	780°C 90min	820°C 70min	Superconducting wire substrate
YS(MPa)	292.301	306.554	296.393
UTS (MPa)	526.942	558.449	511.920
Hardening behavior			
Note	Low Strain	Similar property, behavior	-

Figure 4.11 Tensile test results of substrate exposed to degradation environment

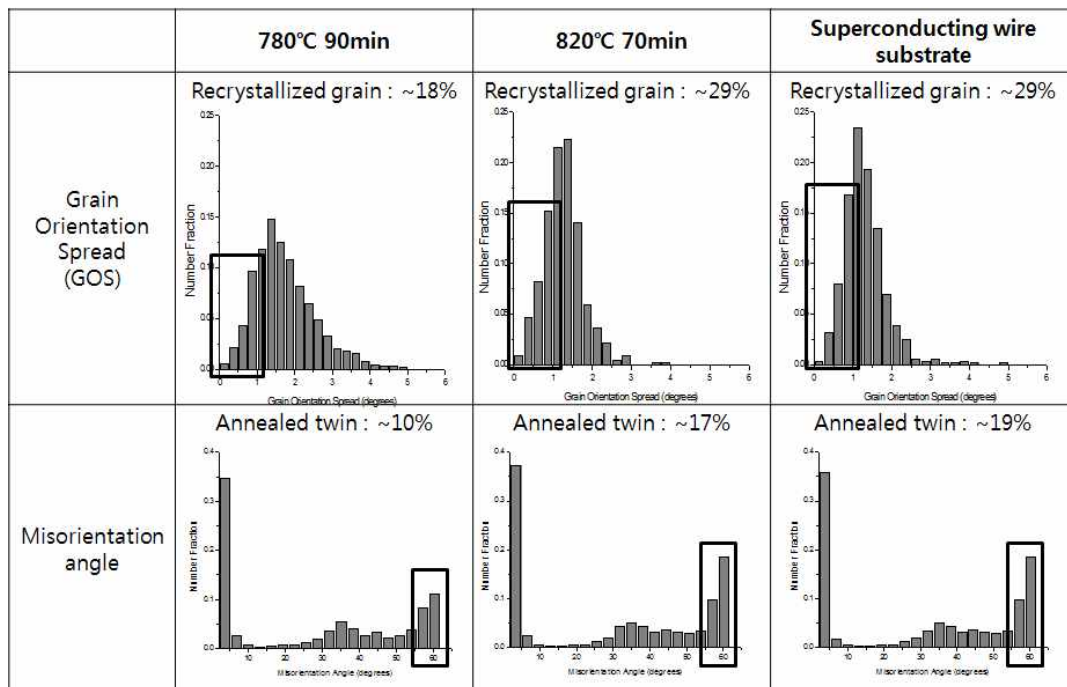


Figure 4.12 Microstructure of substrate exposed to degradation environment

4.3. 초전도선재 SUS기판의 강도열화 제어

4.3.1. 오스테나이트계 강 열간 변형 조직

압연방식은 크게 열간압연과 냉간압연으로 구분되며, 압연 온도에 따라 압연 시 발달하는 미세조직에 차이가 존재한다. 냉간압연과 열간압연에서 금속의 거동을 설명하는 구성 방정식은 다양하게 표현되고 있다. 다만, 열간압연 과정 중 발생하는 동적 회복 및 동적 재결정과 같은 동적 연화과정은 정확히 정립되지 않았으며, 이에 많은 연구가 이루어지고 있다. [27-30]

열간 압연 중 압연 롤에 의해 임계 변형량 이상의 충분한 변형이 일어난 경우 동적 재결정이 발생하며 압연 후 고온에서 유지될 때 정적 재결정 등의 정적 연화가 발생한다. 동적 재결정 현상은 기존의 결정립계에서 주로 핵생성 과정을 거쳐 발달하며 일반적으로 중간 또는 낮은 적층에너지를 가지는 FCC 금속 및 그 합금에서 주로 나타난다. [31-33] 동적 재결정 현상은 열간압연 중 증가한 가공경화 즉, 전위밀도를 감소시키기 위해 발생하는 동적 연화기구로서 새로운 아결정립과 결정립을 형성하여 전위밀도를 낮추는 과정이다. 재료는 이와 같은 동적 재결정이 발생함에 따라 변형 중 유동 응력의 감소가 나타나며 빠른 핵생성에 의한 미세한 결정립을 갖게 된다. [26,29]

동적재결정은 재료에 변형을 가할 시에 거의 나타나는 현상이다. 그러나 이러한 재결정 현상이 모든 온도범위에서 분명하게 나타나는 것은 아니다. 재료에 변형을 가하게 되면 재료 내에 에너지가 전위의 형태로 저장되게 된다. 즉, 초기변형 시 재료 내에 전위가 무질서하게 축적이 되나, 소성변형이 되는 동적회복이 나타나면서 무질서하게 배열된 전위들은 아결정립으로 재료에 재배열하게 된다. 이렇게 재배열된 전위들은 다시 임계 변형량을 넘어서면서 재결정 핵을 생성시켜 새로운 결정립계를

이루는데 소모된다. 이와 같은 과정은 전위가 활주할 수 있는 온도 이상에서 발생하나 활주가 어려운 낮은 온도 범위에서는 축적과 재배열만이 일어나고 재결정은 나타나지 않는다. 이에 열간압연을 적용하는 온도는 재료의 미세조직 발달에 매우 중요한 요소로 작용한다. [26,29,34,35]

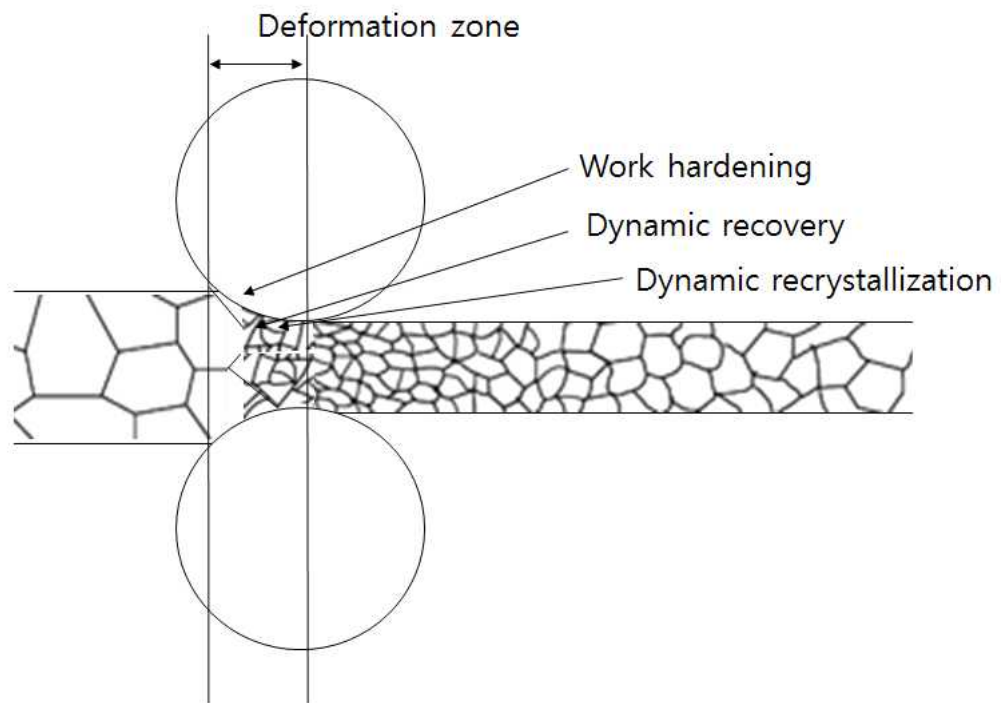


Fig. 4.13 Schematic representation of hot rolling

4.3.2. 실험결과 및 고찰

원인분석 결과를 기반으로, 기판의 강도열화 현상의 주요 요인이 되는 재결정, 회복 현상을 제어하는 방안을 제안하였다. 기존의 기판은 높은 냉간압연의 비율로 제조되어 입계 내부에 매우 큰 소성가공 조직이 발달하였으며, 높은 입계저장에너지를 가진다. 이에 열간압연을 적용하여 입계 내부의 저장 에너지를 줄여 공정 후 기판의 회복, 재결정 정도를 줄일 수 있는 기판 제조방식을 제안하였으며, 실험 및 분석을 통해 이를 검증하였다. 다만, 본 연구에서는 실제 초전도선재 제조공정을 거쳐 기판을 열화시킬 수 없으므로 제조공정을 대체할 수 있는 환경조건을 파악하여 적용하였다.

트윈과 같은 입계저장에너지가 높은 미세조직은 높은 변형률과 낮은 변형온도에서 주로 발달한다.[41] 변형률은 기판의 두께의 차이에 의해 초전도성능에 영향을 줄 수 있으므로, 변형 온도를 높임으로써 기판의 강도열화 현상을 제어할 수 있는 방안을 제안하였다. 이 때, 변형온도는 SUS310S의 온도별 항복강도변화를 참고하여 급격한 항복강도의 변화가 나타나기 시작하는 900℃와 1000℃를 설정하였다. [42]

3가지 방법으로 제조한 기판에 대하여, 열화 전과 열화 후의 인장물성을 평가하였다. 세 기판 모두 열화 전의 인장물성은 거의 유사한 값을 가진 반면, 열화환경을 거친 기판의 인장물성은 기판 제조 방식에 따라 차이가 존재하였다. 냉간압연만으로 제조한 기판은 열화 전에 비하여 열화 후의 인장물성이 가장 많이 저하된 반면, 열간압연 후 냉간압연으로 제조한 기판은 열화 전에 비하여 열화 후의 인장물성이 다소 적게 저하됨을 확인하였다. 특히 900℃에서 열간압연을 수행한 기판이 열화 전에 비하여 열화 후의 인장물성이 가장 적게 저하됨을 파악할 수 있었다.

이와 같은 열화 전/후의 인장물성 차이는 미세조직 분석결과, 기판

제조방식에 따라 재결정정도의 차이에 의존함을 파악하였다. 냉간압연만으로 제조한 기판은 열간압연을 적용한 기판에 비해 재결정정도가 약 1.5배 높음을 알 수 있다. 이에 열간압연을 적용할 경우, 열화 후 재결정정도를 낮출 수 있음을 파악하였다.

반면, 900℃에서 열간압연을 적용한 기판과 1000℃에서 열간압연을 적용한 기판의 열화 후 재결정정도가 유사하나, 두 기판의 열화 후 인장물성에 차이가 존재한다. 900℃에서 열간압연을 적용한 기판이 1000℃에서 열간압연을 적용한 기판보다 열화 후 인장물성이 높게 나타나는데, 이는 재결정이 일어나지 않은 입자들에 의해 경화효과가 다를 것이라 예상할 수 있다. 이에 Inverse Pole Figure(IPF)를 분석한 결과, 900℃에서 열간압연을 적용한 기판이 IPF의 점들이 퍼져있음을 확인하였다. 입자 내부에 소성변형이 더 많이 가해져 있는 경우, IPF의 점들이 퍼지는 경향성을 지니므로,[36] 1000℃에서 열간압연을 적용한 기판에 비해 900℃에서 열간압연을 적용한 기판에서 재결정이 일어나지 않은 입자 내에 변형이 더 많이 가해져 있어 경화효과가 더 크게 나타났음을 파악하였다.

이와 같은 결과는 냉간압연 이전의 열간압연 미세조직에 의한 영향이 큰 것으로 파악하였다. 900℃에서 열간압연을 적용한 경우, 동적 재결정 현상이 매우 적게 일어난 반면 1000℃에서 열간압연을 적용한 경우, 동적 재결정 현상이 매우 많이 일어났음을 확인하였다.

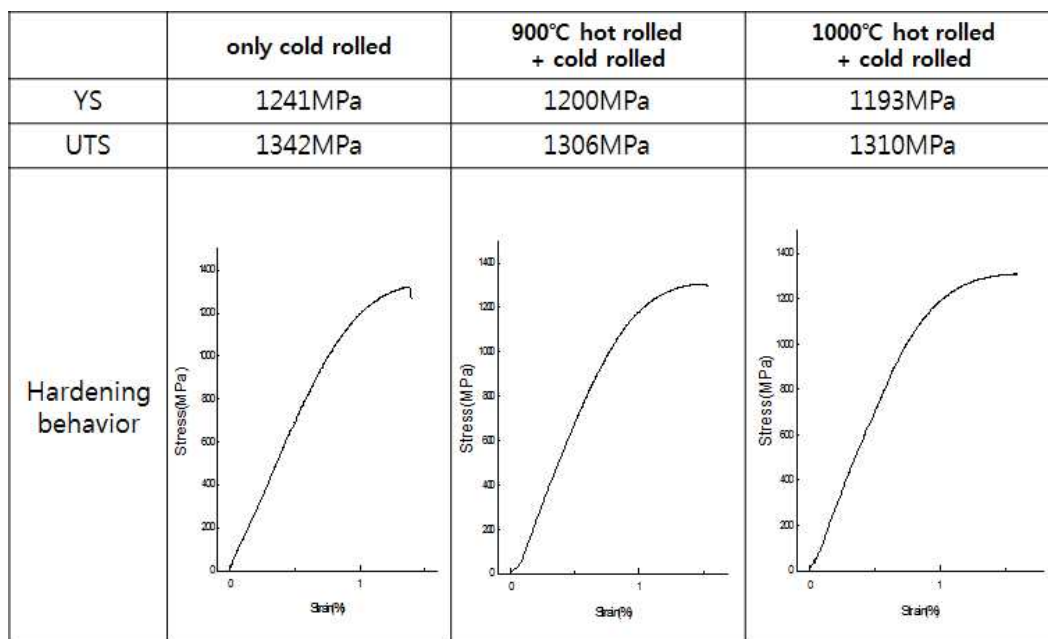


Fig. 4.14 Tensile test result of substrate before degradation

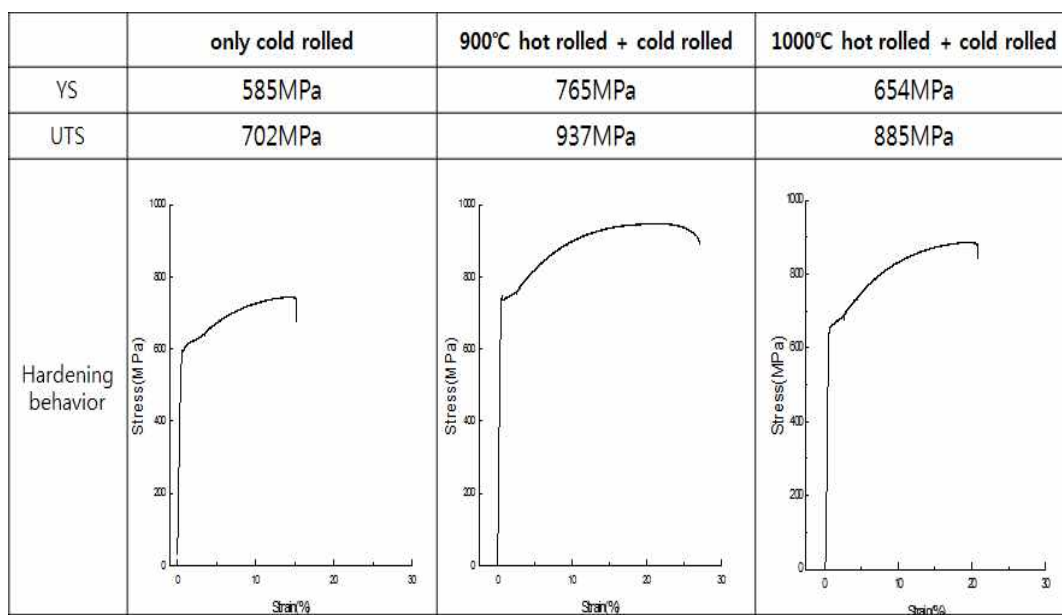


Figure 4.15 Tensile test result of substrate after degradation

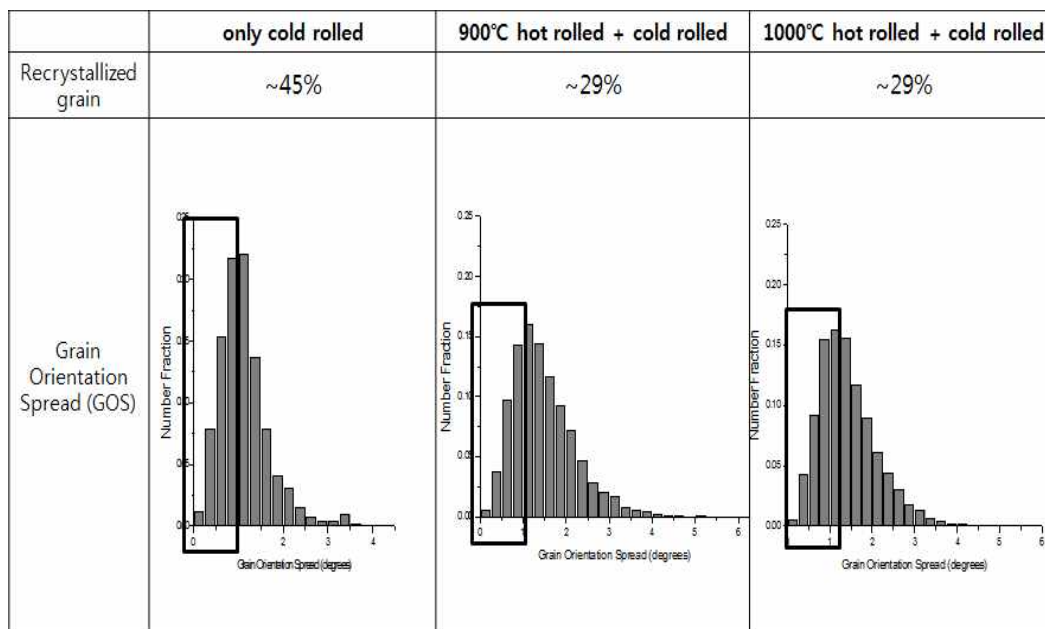


Figure 4.16 Recrystallized grain ratio of substrate after degradation

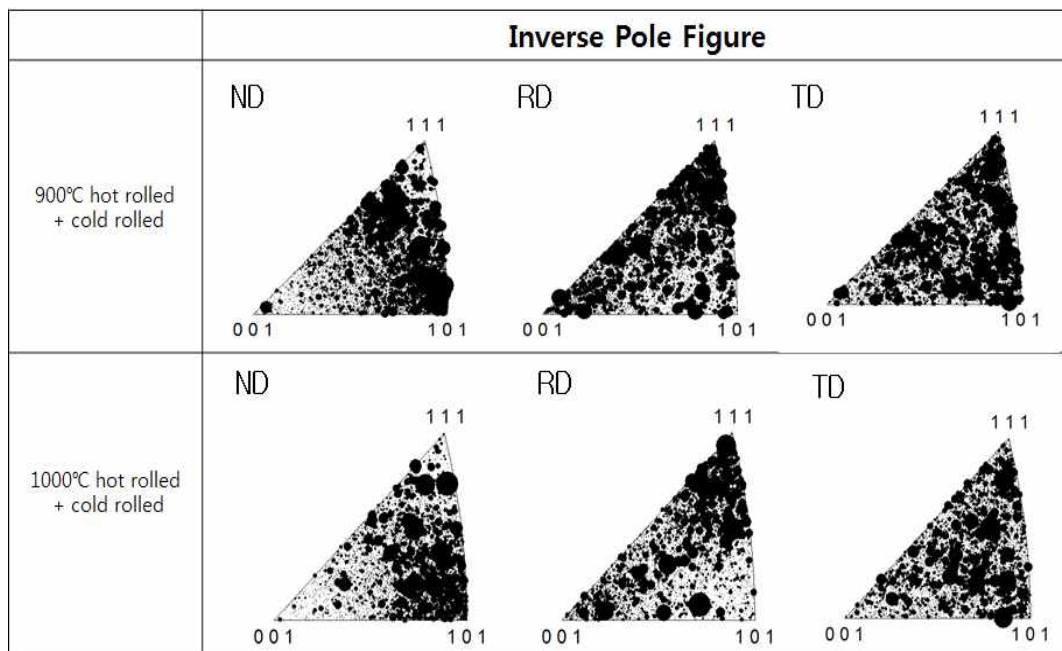


Figure 4.17 Inverse Pole Figure of substrate hot rolled and cold rolled

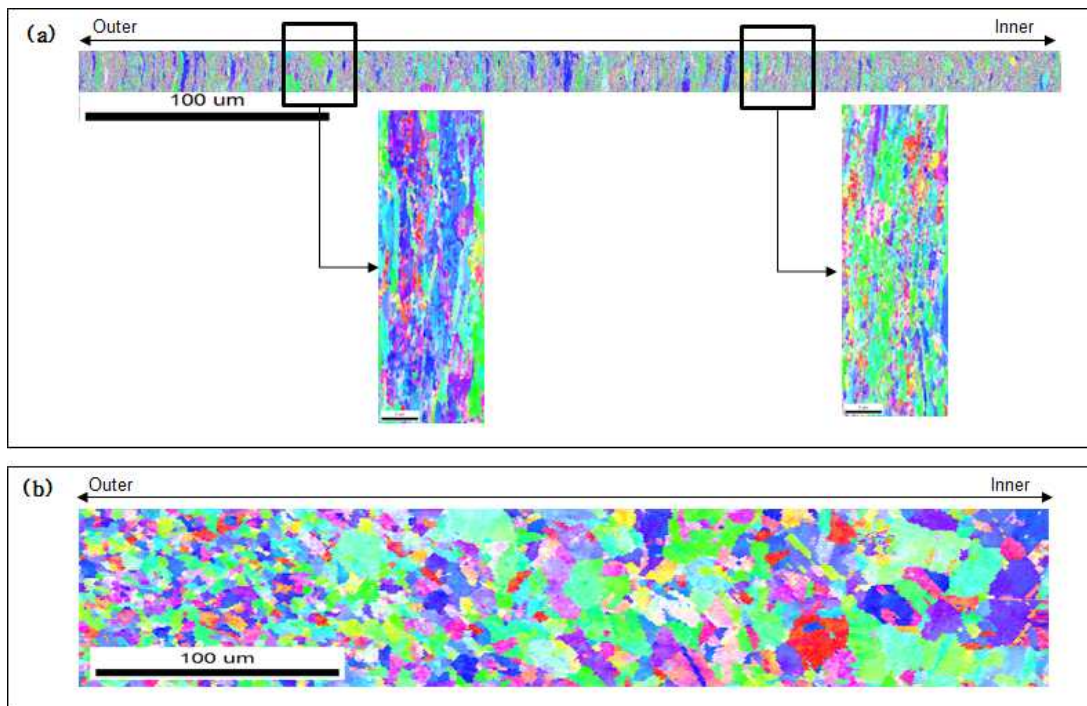


Fig. 4.16 Hot rolled microstructure

(a) 900°C hot rolled microstructure (b) 1000°C hot rolled microstructure

5. 결론

고온초전도선재는 유망신기술 중 하나로 꼽히며, 초전도선재의 가격을 낮추기 위한 연구가 요구되고 있다. 이에 초전도선재 기판으로 주로 사용되는 Ni기반 합금을 보다 저렴한 스테인리스강으로 대체하는 연구가 진행되고 있다. 반면, 스테인리스강 기판은 초전도선재 제조공정을 거치면서 강도열화 현상이 두드러지게 나타난다. 기판의 물성은 초전도성능에 영향을 주는 요소이므로, 본 연구에서는 이러한 문제를 개선하여 기판의 강도열화 현상을 제어하고자 하였다. 문제 개선을 위해 초전도선재 강도열화 현상의 원인분석을 수행하였고, 이를 개선할 수 있는 방법을 제안하였으며, 내용은 다음과 같다.

1. Ni기반 합금을 기판으로 사용한 경우, 초전도선재 제조공정을 거치며 기판의 인장물성이 약 20% 감소한 반면, 스테인리스강을 기판으로 사용한 경우, 초전도선재 제조공정을 거치며 기판의 인장물성이 약 70% 감소함을 확인하였다.

2. 원인분석을 위해, 초전도선재 제조공정 이전의 기판에 대하여 미세조직 별 나노압입시험을 수행하였으며, 초전도선재 제조공정 이후의 기판 내 입자들에 대하여 인장물성과 경도와 비교 분석하였다. 그 결과, 트윈이 발달한 조직에서 인장물성과 경도가 기판의 평균 인장물성에 비해 높은 값을 가짐을 확인하였다. 또한, 트윈이 발달하지 않은 조직이 재결정, 회복이 일어난 기판의 인장물성과 유사한 값을 가짐을 확인하였다. 이에 초전도선재 제조공정 이전의 기판에서 입계 내부에 소성가공 조직이 다수 발달하여 높은 입계저장에너지로 기판을 경화시켰으나, 고온 환경에 노출되면서 회복, 재결정 현상이 일어나 강도열화 현상이 나타났음을 파악하였다.

3. 기계적 물성저하 현상을 개선하기 위한 방안의 검증수단이 필요하였으며, 이에 실제 초전도선재 제조공정을 거치지 않아도 기판의 강도

열화 정도를 평가할 수 있는 환경조건을 구축하였다. 그 결과, 기판을 820도에서 70분을 노출시킨 경우, 초전도선재 제조공정 이후의 기판과 인장물성과 미세조직이 유사함을 파악하였다.

4. 고온환경에서 기판의 재결정정도를 낮추기 위하여, 기판 내 입계 저장에너지를 줄임으로써 강도열화 현상을 제어하고자 하였다. 이에 열간압연을 적용한 기판제조방식을 제안하였다. 압연온도에 따른 영향을 보기 위하여, 3가지 방식으로 기판을 제조하였으며 그 중 열간압연을 적용한 기판에서 열화 후 재결정도가 낮아졌음을 파악하였다. 특히 900도에서 열간압연을 적용한 기판의 경우, 재결정도가 낮아질 뿐만 아니라 재결정이 일어나지 않은 입자들에 의한 경화효과가 다른 온도조건에서 열간압연을 적용한 기판보다 더 크게 나타남을 확인하였다. 즉, 900도에서 열간압연 후 냉간압연으로 제조한 기판에서 열화 후 강도열화 현상이 가장 많이 개선되었음을 확인하였다.

6. References

1. J.X. Jin, Nature Sciences, 1, 1 (2006)
2. 한송엽, 유상임, 최경달, 한국 초전도전력기기의 개발현황과 이슈, 51, 85 (2012)
3. N.Cheggour, J.W.Ekin, Advances in Cryogenic Engineering; Proceedings of the International Cryogenic Materials Conference - ICMC, 48 (2002)
4. X.Cun, H.An, Y.Huadong, Z.Youhe, 13th International Conference on Fracture (2013)
5. P.Pinaki, J Master Sci, 42, 1984 (2007)
6. D.Tabor, The Hardness of Metals, Clarendon Press, Oxford (1951)
7. W.C.Oliver, G.M.Pharr, J. Mater. Res, 7, 1564 (1992)
8. M.F.Doener, W.D.Nix, J. Mater.Res, 1, 601 (1986)
9. A.C.Fischer-Cripps, Nanoindentation, Springer, New York (2002)
10. J.Y.Kim, K.W.Lee, J.S.Lee, D.Kwon, Surf. Coat. Tech, 201, 4278 (2006)
11. E.C.Jeon, M.K.Baik, S.H.Kim, B.W.Lee, D.Kwon, Key Eng. Mater, 297, 2152 (2005)
12. E.C.Jeon, J.Y.Kim, M.K.Baik, S.H.Kim, J.S.Park, D.Kwon, Mater. Sci. Eng. A, 419, 196 (2006)
13. S.H.Kim, B.W.Lee, Y.Choi, D.Kwon, Mater. Sci. Eng. A, 415, 59 (2006)
14. K.W.Lee, K.H.Kim, J.Y.Kim, D.Kwon, J.Phys.D: Appl. Phys, 41, 074014 (2008)
15. M.Dao, N.Chollacoop, K.J.Van Vilet, T.A.Venkatesh, S.Suresh, Acta Mater, 49, 3899 (2001)
16. J.M.Antunes, A.Cavaleiro, L.F.Menezes, M.I.Simoes, J.V.Fernandes, Surf. Coat. Tech, 149, 27 (2002)
17. J.H.Ahn, D.Kwon, J. Mater. Res, 16, 3170 (2001)
18. B.Taljat, T.Zacharia, F.Kose, Int. J. Solids & Struct, 35, 4411

- (1980)
19. G.Sundararajan, Y.Tirupataiah, *Acta Mater*, 24, 577 (2006)
 20. C.C.Clickner, J.W.Ekin, N.Cheggour, *Cryogenics*, 46, 432 (2006)
 21. J.Yoo, D.Youm, *Supercond Sci Technol*, 14, 109 (2001)
 22. T.Morikawa, K.Higashida, *Materials Transactions*, 41, 620 (2010)
 23. T.Morikawa, K.Inoue, K.Higashida, R.Onodera, The 4th International Conference on Recrystallization and Related Phenomena, JIM, Japan (1999)
 24. T.Leffers, D.Juul Jensen, *Textures Microstruct.* 14-18, 933 (1991)
 25. T.Morikawa, K.Higashida, *J Mater Sci*, 41, 2581 (2006)
 26. F.J.Humphrey, M.Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomea*, Elsevier, Oxford (1995)
 27. E.M.Mielnik, *Metalworking Science and Engineering*, McGraw-Hill colleage, New York (1991)
 28. W.Roberts, *Deformataion, Processing and Structure*, ASM, Ohioho (1984)
 29. J.G.Lenard, M.Pietrsyk, L.Cser, *Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products*, Elsevier, New York (1999)
 30. Z.Gronostajaki, *J. Mater. Proc. Tech*, 106, 40 (2000)
 31. 조상현, 김유승, 유연철, 임성한, 오수익, *대한금속학회지*, 36, 502 (1998)
 32. L.G.Martines, K.Imakuma, A.F.Padiha, *Steel Research* 64, 221 (1992)
 33. S.I.Kim, Y.C.Yoo, *Mater Sci & Eng. A*, 311 108 (2001)
 34. H.J.McQueen, D.L. Bourell, *Journal of Met*, 29 (1987)
 35. E.I.Poliak, J.J.Jonas, *Acta mater*, 44, 127 (1996)
 36. Masayuki Kamaya, *Nuclear Engineering and Design*, 235, 713 (2005)
 37. I.W.Stuart, M.N.Matthew, P.F.David, *Microscopy and Microanalysis*, 17, 316 (2011)

- 38. S.Mitsche, P.Poelt, C.Sommitsch, *Micr.Microanal*, 9, 344 (2003)
- 39. J.Tarasiuk, Ph.Gerber, B.Bacroix, *Acta Mater*, 50, 1467 (2002)
- 40. S.I.Wright, *Proc. Twelfth Intern. Conf. on Textures of Materials*, 104 (1999)
- 41. I.Schindler, M.Janosec, *Jornal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 18 (2006)
- 42. A.R.Safari, *Computational Materials Science*, 68, 402 (2013)
- 43. Niels Hansen, *Scripta Materialia*, 51, 801 (2004)
- 44. Reza Abbaschian, Robert E. Reed-Hill, *CL-Engineering*, Boston (2009)

Abstract

Evaluation and Control of Strength Degradation of Substrate used Superconducting Wire

Na Jung Kim

Department of Materials Science and Engineering

The Graduate School

Seoul National University

Superconducting wire is expected to have many potential commercial uses because it has zero electrical resistance when cooled below its transition temperature. Recently, researchers have developed high temperature superconducting wire (HTS), whose transition temperature reaches around 77K. HTS can be applied in variety of sectors than superconductor is currently being used. Yet, the biggest problem of HTS is its cost. The cost is so high that many researchers are putting efforts to substitute stainless steel for Ni base alloy to reduce wire cost. When substrate is replaced with stainless steel, however, wire strength after superconducting wire fabrication process become more degraded than that of the Ni base alloy substrate. Thus, we evaluate this degradation phenomenon to analyze influence factor and suggest the way to advance degradation phenomenon. We also focus on wire substrate because wire property is mostly influenced by substrate.

In order to control degradation phenomenon, it requires cause

analysis. First, we evaluate indentation tensile strength and hardness according to microstructure in substrate before superconducting wire fabrication. Then, we proceed comparative analysis with grain in substrate after superconducting wire fabrication. We can find that twin structures strength substrate before superconducting fabrication process, but they cause strength degradation by recrystallization, recovery in high temperature.

The goal of this study is to improve phenomenon of substrate strength degradation. As substrate which is being currently used is mainly fabricated by cold rolling, it has high stored energy. So recrystallization ratio is so high in process. This is why we suggest the way which can control recrystallization and recovery ratio, which cause strength degradation by reducing stored energy in material. By inducing hot rolling, we find that substrate fabrication condition recrystallization ratio can be reduced. And we demonstrate this method based on our experiment. However, substrate cannot be degraded in real superconducting wire fabrication process in this research. Hence, we reconstruct environment condition that substrate is developed similar to superconducting wire. We expect that environment condition can be used to evaluate substrate degradation after fabrication process.

Keywords : Superconducting wire substrate, Strength degradation, Instrumented Indentation technique, rolling, microstructure control

Student Number : 2013-20582